

PUB-NO: JP02003328080A

DOCUMENT-IDENTIFIER: JP 2003328080 A

TITLE: HIGH-STRENGTH STEEL PIPE SUPERIOR IN LOW-TEMPERATURE TOUGHNESS AND DEFORMABILITY, AND METHOD FOR MANUFACTURING STEEL PLATE FOR STEEL PIPE

PUBN-DATE: November 19, 2003

INVENTOR-INFORMATION:

NAME	COUNTRY
TERADA, YOSHIO	
KOJIMA, AKIHIKO	
SAKAMOTO, SHINYA	

ASSIGNEE-INFORMATION:

NAME	COUNTRY
NIPPON STEEL CORP	

APPL-NO: JP2002142074

APPL-DATE: May 16, 2002

INT-CL (IPC): C22C 38/00; C21D 8/02; C22C 38/14; C22C 38/58

ABSTRACT:

PROBLEM TO BE SOLVED: To provide a steel pipe superior in toughness at a weld heat-affected zone and deformability, having strength corresponding to X60-X80 in the API (American Petroleum Institute) standard.

SOLUTION: The high-strength steel pipe superior in deformability comprises: a base metal part which contains strictly controlled amounts of Mg, N and O on the basis of a low C-Nb-Ti-based composition, fine carbonitrides containing oxides consisting of Mg and Al therein, and composites consisting of oxides and sulfides; and a welded part of a low C-Mn-B-based metal, wherein the base metal part has an adequate HAZ toughness and a high uniform elongation, and the weld metal part has 0.95-1.15 times as high hardness as the base metal part has. Then, the high-strength steel pipe superior in the toughness at the weld heat-affected zone and deformability can be provided. As a result, security of a pipeline is remarkably improved, and transportation efficiency is improved as well.

COPYRIGHT: (C)2004, JPO

(19)日本国特許庁 (J P)

(12) 公 開 特 許 公 報 (A)

(11)特許出願公開番号
特開2003-328080
(P2003-328080A)

(43)公開日 平成15年11月19日(2003.11.19)

(51)Int.Cl. ⁷	識別記号	F I	テームコード*(参考)
C 2 2 C 38/00	3 0 1	C 2 2 C 38/00	3 0 1 Z 4 K 0 3 2
C 2 1 D 8/02		C 2 1 D 8/02	B
C 2 2 C 38/14		C 2 2 C 38/14	
38/58		38/58	
審査請求 未請求 請求項の数 8 O L (全 14 頁)			
(21)出願番号	特願2002-142074(P2002-142074)	(71)出願人	000006655 新日本製鐵株式会社 東京都千代田区大手町 2 丁目 6 番 3 号
(22)出願日	平成14年 5 月16日(2002. 5. 16)	(72)発明者	寺田 好男 君津市君津 1 番地 新日本製鐵株式会社君 津製鐵所内
		(72)発明者	児島 明彦 君津市君津 1 番地 新日本製鐵株式会社君 津製鐵所内
		(74)代理人	100062421 弁理士 田村 弘明 (外 1 名)
		最終頁に続く	

(54)【発明の名称】 低温靱性と変形能に優れた高強度鋼管および鋼管用鋼板の製造法

(57)【要約】

【課題】 溶接熱影響部靱性および変形能に優れた A P I 規格 X 6 0 ～ X 8 0 の強度を有する鋼管を提供する。

【解決手段】 鋼管母材として、低 C - N b - T i 系成分系を基本に M g 、 N および O 量を厳格に制限し、かつ M g と A l からなる酸化物を内包する微細な炭窒化物、および酸化物と硫化物からなる複合物とを含有させた母材部と低 C - M n - B 系の溶接金属部から構成される鋼管において、良好な H A Z 靱性と母材部の高い一様伸びを有し、溶接金属部の硬さが母材部の硬さの 0 . 9 5 ～ 1 . 1 5 倍である変形能に優れた高強度鋼管。

【効果】 溶接熱影響部靱性および変形能に優れた高強度鋼管の提供が可能となる。その結果、パイプラインの安全性が著しく向上すると共に、輸送効率の向上が可能となる。

【特許請求の範囲】

【請求項1】 質量%で、

C : 0.03~0.10%、

Si : 0.6%以下、

Mn : 0.8~2.0%、

P : 0.015%以下、

S : 0.001~0.005%、

Nb : 0.005~0.05%、

Ti : 0.005~0.030%、

Al : 0.001~0.005%、

Mg : 0.0001~0.0050%、

N : 0.001~0.006%、

O : 0.001~0.006%

を含有し、残部が鉄および不可避的不純物からなり、
 $CE = C + Mn / 6 + (Cr + Mo + V) / 5 + (Ni + Cu) / 15$

で定義されるCE値が0.30~0.45の範囲にあり、MgとAlからなる酸化物を内包する0.01~0.5 μ mのTiNが10000個/mm²以上含有し、かつ酸化物と硫化物が複合した形態で0.3質量%以上のMnを含有する0.5~10 μ mの粒子が10個/mm²以上含有する母材と、

C : 0.03~0.10%、

Si : 0.6%以下、

Mn : 1.0~2.2%、

P : 0.015%以下、

S : 0.01%以下、

Nb : 0.005~0.05%、

Ti : 0.005~0.03%、

B : 0.0003~0.002%、

Al : 0.05%以下、

N : 0.001~0.01%、

O : 0.015~0.030%

を含有し、残部が鉄及び不可避的不純物からなり、かつ
 $P = \{1.5(O - 0.89Al) + 3.4N\} - Ti$
 で定義されるP値が-0.010~0.010の範囲であり、さらに

$$CE = C + Mn / 6 + (Cr + Mo + V) / 5 + (Ni + Cu) / 15$$

で定義されるCE値が0.35~0.50の範囲にある溶接金属部を有することを特徴とする低温靱性と変形能に優れた高強度鋼管。

【請求項2】 質量%で、

C : 0.03~0.10%、

Si : 0.6%以下、

Mn : 0.8~2.5%、

P : 0.015%以下、

S : 0.001~0.005%、

Nb : 0.005~0.05%、

Ti : 0.005~0.030%、

Al : 0.001~0.005%以下、

Mg : 0.0001~0.0050%、

N : 0.001~0.006%、

O : 0.001~0.006%

を含有し、さらに、

Ni : 0.1~1.0%、

Cu : 0.1~1.2%、

Cr : 0.1~1.0%、

Mo : 0.1~1.0%、

10 V : 0.01~0.1%、

Ca : 0.0005~0.0050%

の1種または2種以上を含有し、残部が鉄および不可避的不純物からなり、

$$CE = C + Mn / 6 + (Cr + Mo + V) / 5 + (Ni + Cu) / 15$$

で定義されるCE値が0.30~0.45の範囲にあり、MgとAlからなる酸化物を内包する0.01~

0.5 μ mのTiNが10000個/mm²以上含有し、かつ酸化物と硫化物が複合した形態で0.3質量%

20 以上のMnを含有する0.5~10 μ mの粒子が10個/mm²以上含有する母材と、

C : 0.03~0.10%、

Si : 0.6%以下、

Mn : 1.0~2.2%、

P : 0.015%以下、

S : 0.01%以下、

Nb : 0.005~0.005%、

Ti : 0.005~0.03%、

B : 0.0003~0.002%、

30 Al : 0.05%以下、

N : 0.001~0.01%、

O : 0.015~0.030%

を含有し、残部が鉄及び不可避的不純物からなり、
 $P = \{1.5(O - 0.89Al) + 3.4N\} - Ti$

で定義されるP値が-0.010~0.010の範囲にあり、さらに

$$CE = C + Mn / 6 + (Cr + Mo + V) / 5 + (Ni + Cu) / 15$$

で定義されるCE値が0.35~0.50の範囲にある溶接金属部を有することを特徴とする低温靱性と変形能に優れた高強度鋼管。

【請求項3】 前記溶接金属が、さらに、

Ni : 0.1~2.0%、

Cu : 0.1~1.0%、

Cr : 0.1~2.0%、

Mo : 0.1~2.0%、

V : 0.01~0.1%、

Ca : 0.001~0.005%

のうち1種または2種以上を含有していることを特徴とする請求項1または2に記載の低温靱性と変形能に優れた

50

た高強度鋼管。

【請求項4】 請求項1～3のいずれかに記載の鋼管において、さらに母材部の金属組織が粒径 $20\mu\text{m}$ 以下のフェライトを30～70%含有することを特徴とする低温靱性と変形能に優れた高強度鋼管。

【請求項5】 請求項1～3のいずれかに記載の鋼管において、さらに溶接金属部における硬さが母材部における硬さの0.95～1.15倍であることを特徴とする低温靱性と変形能に優れた高強度鋼管。

【請求項6】 請求項1～3のいずれかに記載の鋼管において、さらに母材部の金属組織が粒径 $20\mu\text{m}$ 以下のフェライトを30～70%、溶接金属部における硬さが母材部における硬さの0.95～1.15倍であることを特徴とする低温靱性と変形能に優れた高強度鋼管。

【請求項7】 質量%で、

C : 0.03～0.10%、

Si : 0.6%以下、

Mn : 0.8～2.0%、

P : 0.015%以下、

S : 0.001～0.005%、

Nb : 0.005～0.05%、

Ti : 0.005～0.030%、

Al : 0.001～0.005%、

Mg : 0.0001～0.0050%、

N : 0.001～0.006%、

O : 0.001～0.006%

を含有し、残部が鉄および不可避的不純物からなり、

$CE = C + Mn/6 + (Cr + Mo + V)/5 + (Ni + Cu)/15$

で定義されるCE値が0.30～0.45の範囲にあり、MgとAlからなる酸化物を内包する $0.01 \sim 0.5\mu\text{m}$ のTiNが10000個/ mm^2 以上含有し、かつ酸化物と硫化物が複合した形態で0.3質量%以上のMnを含有する $0.5 \sim 10\mu\text{m}$ の粒子が10個/ mm^2 以上含有する鋳片を950～1200℃に加熱した後、950℃以下の圧下率を50%以上とし、700～850℃の温度範囲で圧延を終了した後、650～800℃の温度範囲から2℃/秒以上の冷却速度で450℃以下の任意の温度まで冷却し、その後空冷することを特徴とする低温靱性と変形能に優れた鋼管用鋼板の製造法。

【請求項8】 鋳片がさらに、

Ni : 0.1～1.0%、

Cu : 0.1～1.0%、

Cr : 0.1～1.0%、

Mo : 0.1～1.0%、

V : 0.01～0.1%、

Ca : 0.0005～0.0050%

の1種または2種以上を含有することを特徴とする請求項7に記載の低温靱性と変形能に優れた鋼管用鋼板の製

造法。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【発明の属する技術分野】本発明は、米国石油協会（API）規格でX60～X80（降伏強度で約413～551MPa）の強度と優れた溶接熱影響部（HAZ）靱性および変形能を有する鋼管に関するものである。

【0002】

【従来の技術】原油・天然ガスを長距離輸送するパイプラインに使用するラインパイプは、高圧による輸送効率の向上や薄肉化による現地での溶接効率向上のための高張力化が要求され、これまでにAPI規格でX80までのラインパイプが実用化されている。一方、敷設域の寒冷地化に伴う高HAZ靱性化および地震発生時に十分な吸収エネルギーを確保するための高変形能も近年要求されつつあり、安全性の高い鋼管が望まれている。

【0003】低合金鋼のHAZ靱性は、（1）結晶粒のサイズ、（2）高炭素島状マルテンサイト（M^{*}）、上部ベイナイト（Bu）などの硬化相の分散状態、（3）粒界脆化の有無、（4）元素のミクロ偏析など種々の冶金学的要因に支配される。なかでも、HAZの結晶粒のサイズは低温靱性に大きな影響を与えることが知られており、HAZ組織を微細化する数多くの技術が開発実用化されている。

【0004】例えば、TiNを微細に分散させ、490MPa級高張力鋼の大入熱溶接時のHAZ靱性を改善する手段が開示されている（「鉄と鋼」（昭和54年6月発行、第65巻第8号1232頁）。しかし、これらの析出物は溶融線近傍においては1400℃以上の高温にさらされるため大部分が粗大化或いは溶解し、HAZ組織が粗大化してHAZ靱性が劣化するという欠点を有する。

【0005】この問題に対して、鋼中にTi酸化物を微細分散させて、溶接時のHAZにおいて粒内アシキュラーフェライト（以下IGFと呼ぶ）を生成させることにより溶融線近傍のHAZ組織は微細化され、HAZ靱性が改善されることが特開昭63-210235号公報、特開平1-15321号公報などに開示されている。しかしながら、-50～-60℃となるような寒冷地では十分に対応できず、HAZ靱性の改善が強く望まれている。

【0006】一方、変形能に関して、特開平11-279700号公報では、面積分率で10～50%の下部ベイナイトを含有する対座屈特性に優れた鋼管、特開平11-343542号公報では、平均アスペクト比が2～15である島状マルテンサイトを面積分率で2～15%含有する耐座屈特性に優れた鋼管が開示されている。これは鋼管母材における耐局部座屈性を向上させることを目的としたものであるが、高い変形能と良好なHAZ靱性を同時に満足することを目的とした鋼管に関するもの

ではない。

【0007】

【発明が解決しようとする課題】本発明は、良好なHAZ靱性および優れた変形能を有するX60～X80の高強度鋼管およびその製造方法を提供するものである。

【0008】

【課題を解決するための手段】本発明の要旨は、以下のとおりである。

(1) 質量%で、C:0.03～0.10%、Si:0.6%以下、Mn:0.8～2.0%、P:0.015%以下、S:0.001～0.005%、Nb:0.005～0.05%、Ti:0.005～0.030%、Al:0.001～0.005%、Mg:0.001～0.0050%、N:0.001～0.006%、O:0.001～0.006%を含有し、残部が鉄および不可避的不純物からなり、 $CE = C + Mn / 6 + (Cr + Mo + V) / 5 + (Ni + Cu) / 15$ で定義されるCE値が0.30～0.45の範囲にあり、MgとAlからなる酸化物を内包する0.01～0.5 μm のTiNが10000個/ mm^2 以上含有し、かつ酸化物と硫化物が複合した形態で0.3質量%以上のMnを含有する0.5～10 μm の粒子が10個/ mm^2 以上含有する母材と、C:0.03～0.10%、Si:0.6%以下、Mn:1.0～2.2%、P:0.015%以下、S:0.01%以下、Nb:0.005～0.05%、Ti:0.005～0.03%、B:0.0003～0.002%、Al:0.05%以下、N:0.001～0.01%、O:0.015～0.030%を含有し、残部が鉄及び不可避的不純物からなり、かつ、 $P = \{1.5(O - 0.89Al) + 3.4N\} - Ti$ で定義されるP値が-0.010～0.010の範囲であり、さらに $CE = C + Mn / 6 + (Cr + Mo + V) / 5 + (Ni + Cu) / 15$ で定義されるCE値が0.35～0.50の範囲にある溶接金属部を有することを特徴とする低温靱性と変形能に優れた高強度鋼管。

【0009】(2) 質量%で、C:0.03～0.10%、Si:0.6%以下、Mn:0.8～2.5%、P:0.015%以下、S:0.001～0.005%、Nb:0.005～0.05%、Ti:0.005～0.030%、Al:0.001～0.005%以下、Mg:0.0001～0.0050%、N:0.001～0.006%、O:0.001～0.006%を含有し、さらに、Ni:0.1～1.0%、Cu:0.1～1.2%、Cr:0.1～1.0%、Mo:0.1～1.0%、V:0.01～0.1%、Ca:0.0005～0.0050%の1種または2種以上を含有し、残部が鉄および不可避的不純物からなり、 $CE = C + Mn / 6 + (Cr + Mo + V) / 5 + (Ni + Cu) / 15$ で定義されるCE値が0.30～0.45の範囲にあり、MgとAlからなる酸化物を内包する0.01～

0.5 μm のTiNが10000個/ mm^2 以上含有し、かつ酸化物と硫化物が複合した形態で0.3質量%以上のMnを含有する0.5～10 μm の粒子が10個/ mm^2 以上含有する母材と、C:0.03～0.10%、Si:0.6%以下、Mn:1.0～2.2%、P:0.015%以下、S:0.01%以下、Nb:0.005～0.005%、Ti:0.005～0.03%、B:0.0003～0.002%、Al:0.05%以下、N:0.001～0.01%、O:0.015～0.030%を含有し、残部が鉄及び不可避的不純物からなり、 $P = \{1.5(O - 0.89Al) + 3.4N\} - Ti$ で定義されるP値が-0.010～0.010の範囲にあり、さらに $CE = C + Mn / 6 + (Cr + Mo + V) / 5 + (Ni + Cu) / 15$ で定義されるCE値が0.35～0.50の範囲にある溶接金属部を有することを特徴とする低温靱性と変形能に優れた高強度鋼管。

【0010】(3) 前記溶接金属が、さらに、Ni:0.1～2.0%、Cu:0.1～1.0%、Cr:0.1～2.0%、Mo:0.1～2.0%、V:0.01～0.1%、Ca:0.001～0.005%のうち1種または2種以上を含有していることを特徴とする前記(1)または(2)に記載の低温靱性と変形能に優れた高強度鋼管。

【0011】(4) 前記(1)～(3)のいずれかに記載の鋼管において、さらに母材部の金属組織が粒径20 μm 以下のフェライトを30～70%含有することを特徴とする低温靱性と変形能に優れた高強度鋼管。

(5) 前記(1)～(3)のいずれかに記載の鋼管において、さらに溶接金属部における硬さが母材部における硬さの0.95～1.15倍であることを特徴とする低温靱性と変形能に優れた高強度鋼管。

(6) 前記(1)～(3)のいずれかに記載の鋼管において、さらに母材部の金属組織が粒径20 μm 以下のフェライトを30～70%、溶接金属部における硬さが母材部における硬さの0.95～1.15倍であることを特徴とする低温靱性と変形能に優れた高強度鋼管。

【0012】(7) 質量%で、C:0.03～0.10%、Si:0.6%以下、Mn:0.8～2.0%、P:0.015%以下、S:0.001～0.005%、Nb:0.005～0.05%、Ti:0.005～0.030%、Al:0.001～0.005%、Mg:0.0001～0.0050%、N:0.001～0.006%、O:0.001～0.006%を含有し、残部が鉄および不可避的不純物からなり、 $CE = C + Mn / 6 + (Cr + Mo + V) / 5 + (Ni + Cu) / 15$ で定義されるCE値が0.30～0.45の範囲にあり、MgとAlからなる酸化物を内包する0.01～0.5 μm のTiNが10000個/ mm^2 以上含有し、かつ酸化物と硫化物が複合した形態で0.3質量%

以上のMnを含有する0.5~10 μ mの粒子が10個/mm²以上含有する鋳片を950~1200℃に加熱した後、950℃以下の圧下率を50%以上とし、700~850℃の温度範囲で圧延を終了した後、650~800℃の温度範囲から2℃/秒以上の冷却速度で450℃以下の任意の温度まで冷却し、その後空冷することとを特徴とする低温靱性と変形能に優れた鋼管用鋼板の製造法。

【0013】(8) 鋳片がさらに、Ni:0.1~1.0%、Cu:0.1~1.0%、Cr:0.1~1.0%、Mo:0.1~1.0%、V:0.01~0.1%、Ca:0.0005~0.0050%の1種または2種以上を含有することを特徴とする前記(7)に記載の低温靱性と変形能に優れた鋼管用鋼板の製造法。

【0014】

【発明の実施の形態】以下に、本発明の高強度鋼管について詳細に説明する。本発明の特徴は、低C-Nb-Ti系を基本にMg、NおよびO量を厳格に制限し、かつMgとAlからなる酸化物を内包する微細な炭窒化物、および酸化物と硫化物からなる複合体とを含有させた母材部と、低C-Mn-B系の溶接金属部から構成される鋼管において、良好なHAZ靱性と高い変形能を有する高強度鋼管にある。

【0015】低合金鋼の低温靱性は、(1)結晶粒のサイズ、(2)MAや上部ベイナイト(Bu)などの硬化相の分散状態など種々の冶金学的要因に支配される。なかでもHAZの結晶粒のサイズおよびMAは低温靱性に大きな影響を与えることが知られている。

【0016】高強度鋼管のHAZにおいて、靱性に有害なMAが多量に生成するためにHAZ靱性が劣化する傾向にある。靱性に有害なMAの悪影響を無くすためにはHAZの結晶粒を徹底的に微細化しなければならない。そこで、HAZにおけるオーステナイト(γ)粒の粗大化を抑制する技術とともに、 γ 粒内からIGFを生成させる技術との複合効果により、HAZの結晶粒を微細化し、HAZ靱性を著しく改善できることを見出し、本発明に至った。

【0017】すなわち、Mgの添加によりMgとAlからなる酸化物を内包する微細なTiNなどの炭窒化物を鋼中に生成させることにより、HAZにおける γ 粒の粗大化を抑制すること、およびMg、Mn、Sを含む酸化物・析出物からIGFを生成することにより結晶粒を微細化でき、HAZ靱性を向上させることが可能である。MgとAlからなる酸化物を内包する微細なTiNなどの炭窒化物およびMg、Mn、Sを含む酸化物・析出物は高温でも化学的に安定で溶解しないため、 γ 粒の粗大化抑制効果およびIGFの生成効果が維持される。

【0018】そこで、溶融線近傍の1400℃以上に加熱されるHAZにおいても、化学的に安定な微細な酸化物をピンニング粒子として用いること、および0.5 μ m

m以上の酸化物・硫化物をIGFの生成核として用いることにより、HAZ組織を徹底的に微細化する方法を検討した。

【0019】この結果、まず、微量のMgとAlを含有させることにより、0.01~0.05 μ mの微細な(Mg、Al)酸化物が多量に生成することを見出した。0.01~0.5 μ mのTiNがこの微細な(Mg、Al)酸化物を核として複合析出するため、1400℃以上の高温においても優れた γ 粒のピンニング効果を維持できることを明らかにした。この時、鋼中に含有する0.01~0.5 μ mのTiNが10000個/mm²未満の場合には、 γ 粒の粗大化抑制効果が不十分となり、良好なHAZ靱性を得ることができない。そこで、MgとAlから成る酸化物を内包する0.01~0.5 μ mのTiNを10000個/mm²以上含有させる必要がある。

【0020】さらに、このTiNを生成させるためには0.0001%以上のMgを添加する必要がある。Mg添加量が多すぎるとMg系酸化物が増加し、低温靱性が劣化させるので、その上限を0.0050%に限定した。さらに、TiNの核となる微細な(Mg、Al)酸化物を生成させるためには、微量のAlを含有させる必要がある。しかしながら、Alの添加により、粗大なアルミナのクラスターが生成し、低温靱性に悪影響を与える。このため、Alの含有量を0.001~0.005%に限定した。0.001%以上のAl量であれば、微細な(Mg、Al)酸化物を生成させることができる。

【0021】次に、IGF生成の核となる酸化物・硫化物の必要な要件として、酸化物・硫化物の複合体の個数、サイズおよび組成を制御することにより、溶融線近傍のHAZにおいてもIGFが生成し、HAZ組織が微細化され、HAZ靱性が改善されることを見出した。

【0022】まず、IGFの生成核となる酸化物・硫化物の複合体の個数は、少なくとも10個/mm²以上必要である。IGF変態核が10個/mm²未満ではHAZ組織の微細化が不十分となり良好なHAZ靱性は得られない。また、IGFの変態核として機能するためには、0.5 μ m以上の大きさが必要である。0.5 μ m未満ではIGF変態核として十分に機能せず、HAZ組織の微細化効果が得られない。一方、10 μ mを超える酸化物・硫化物の複合体の場合、脆性破壊の発生点となるため、良好なHAZ靱性が得られない。

【0023】さらに、IGFの変態核として機能するためには、0.3質量%以上のMnを含有する必要がある。本発明では、1400℃以上の高温において γ 粒のピンニングに有効な微細な粒子を生成させるために、Mnよりも脱酸力の強いMg、Al、Tiを含有するので、酸化物の中にMnを含有させることは難しい。そこで、Mnを含む硫化物を酸化物上に複合析出させる必要がある。酸化物・硫化物の複合体におけるMn量が0.

3質量%未満の場合、十分なIGF生成機能が得られず、HAZ組織は微細化しない。

【0024】合金元素の添加量を適切にしないとHAZ靱性は劣化する。そこで、HAZ靱性を大幅な劣化を招くことなく目標とする強度を得るために、合金元素の適正な添加量について検討した。CE値で定義される値を所定の範囲に限定することにより、十分な強度を確保することができる。また溶接金属中の合金元素添加量についても、CE値および値を所定の範囲に制御すれば、溶接金属の靱性を大きく損なうことなく、目標とする強度が得られる。

【0025】地震の多発する地域や永久凍土に敷設されるパイプラインにおいては、数%の歪がパイプラインに負荷されるといわれている。この場合、溶接金属部における硬さが母材部における硬さの0.95~1.15倍であれば、延性亀裂の発生が防止できることを見出した。また、母材の一樣伸びを増加させるためには20μm以下のフェライトを30~70%含有することが必要であることを見出した。また、鋼管用鋼板の製造法として、700~850℃の温度範囲で圧延を終了し、650~800℃の温度範囲から2℃/秒以上の冷却速度で450℃以下の任意の温度まで冷却し、その後空冷することにより、高強度と高一樣伸びを両立する鋼板が得られることを見出し、本発明に至った。

【0026】すなわち本発明の特徴は、鋼管母材として、低C-Nb-Ti-Mg系成分を適用するに際し、目標とする強度を確保するために、合金元素添加量をCE値で定義される適正な範囲に限定すること、および溶接金属として、靱性の劣化を損なうことなく目標とする強度を満足させるために、合金元素添加量をCE値で定義される適正な範囲に限定すること、溶接金属の低温靱性を確保するために、合金元素添加量をP値で定義される適正な範囲に限定すること、さらに優れた変形能を確保するために、溶接金属部における硬さが母材部における硬さの0.95~1.15倍にすること、大きな一樣伸びを得るために、母材部の金属組織が粒径20μm以下のフェライトを30~70%含有することにある。

【0027】以下に、鋼管母材の成分限定理由について説明する。Cは母材とHAZの強度、靱性および高い一樣伸びを確保するために、0.03%以上の添加が必要である。しかし、0.10%を超えると母材およびHAZの靱性が低下すると共に、溶接性が劣化するので、0.10%を上限値とした。

【0028】目標とするX60~X80の強度を満足させるためには、合金元素の添加量の適正化が必要である。すなわち、 $CE = C + Mn / 6 + (Cr + Mo + V) / 5 + (Ni + Cu) / 15$ で定義されるCE値を0.30~0.45の範囲にしなければならない。CE値が0.30未満では目標とするX60以上の強度が確保できない。また、CE値が0.45を超えるとM*の

生成が顕著となり、HAZ靱性が劣化する。このためCE値の範囲を0.30~0.45に限定した。

【0029】Siは脱酸や強度向上のため添加する元素であるが、多く添加すると現地溶接性、HAZ靱性を劣化させるので、上限を0.6%とした。鋼の脱酸はTiのみでも十分であり、Siは必ずしも添加する必要はない。

【0030】Mnは強度、低温靱性を確保する上で不可欠な元素であり、その下限は0.8%である。しかし、Mnが多すぎると鋼の焼入性が増加して現地溶接性、HAZ靱性を劣化させるだけでなく、連続鋳造鋼片の中心偏析を助長し、低温靱性も劣化させるので上限を2.0%とした。

【0031】本発明において、不可避的不純物であるP量を0.015%以下とする。この主たる理由は母材及びHAZの低温靱性をより一層向上させるためである。P量の低減は連続鋳造スラブの中心偏析を低減させて、粒界破壊を防止し低温靱性を向上させる。

【0032】Sは本発明において重要な元素である。IGF変態核として酸化物上に硫化物を複合析出させるためには0.001%以上含有しなければならない。しかし、Sが0.005%を超えると母材およびHAZの靱性が劣化するので、0.005%を上限値とする。

【0033】Nbは制御圧延時にγの再結晶を抑制して結晶粒を微細化するだけでなく、析出硬化や焼入性の増大にも寄与し、鋼を強靱化する作用を有し、本発明において必須の元素である。この効果を得るためには最低0.005%のNbが必要である。しかしながら、Nb量が多すぎるとHAZ靱性が劣化するので、その上限値を0.05%に限定した。

【0034】Tiは微細なTiNを形成し、スラブ再加熱時及びHAZのγ粒の粗大化を抑制して、ミクロ組織を微細化して、母材及びHAZの低温靱性を改善し、本発明において必須の元素である。この効果を発揮させるためには、0.005%以上の添加が必要である。また、多すぎるとTiNの粗大化やTiCによる析出硬化が生じ、低温靱性を劣化させるので、その上限値を0.03%に限定した。

【0035】NはTiNを形成し、スラブ再加熱時及びHAZのγ粒の粗大化を抑制して母材、HAZの低温靱性を向上させる。このために必要な最小量は0.001%である。しかし、N量が多すぎるとスラブ表面疵や固溶NによるHAZ靱性の劣化の原因となるので、その上限値は0.006%に抑える必要がある。

【0036】Oは、超微細な(Mg, Al)酸化物を形成して、HAZのγ粒の粗大化抑制効果を発揮すると同時に、0.5~10μmのMg含有酸化物を形成してHAZにおいてIGF変態核として機能する。これらの機能を発揮させるためには、0.001%以上のOが必要である。Oが0.001%未満の場合、10000個/

10

20

30

40

50

mm² 以上の超微細酸化物や10個/mm² 以上の0.5~10μm酸化物を確保することが困難である。しかし、Oが0.006%を超えると10μmを超える粗大な酸化物が生成し、母材やHAZにおいて脆性破壊の発生点となるため、0.006%を上限值とした。

【0037】次にNi, Cu, Cr, Mo, V, Caを添加する理由について説明する。基本成分にこれらの元素を添加する主たる目的は、本発明鋼の特徴を損なうことなく、強度・低温靱性などの特性の向上をはかるためである。したがってその添加量は自ら制限されるべき性質のものである。

【0038】Niは溶接性、HAZ靱性に悪影響を及ぼすことなく母材の強度、低温靱性を向上させるが、0.1%未満では効果が薄く、1.0%超の添加は溶接性に好ましくないため、その上限値を1.0%とした。

【0039】CuはNiとほぼ同様の効果を有すると共に耐食性、耐水素誘起割れ性などにも効果があり、0.1%以上の添加が必要である。しかし、過剰に添加すると析出硬化により母材、HAZ靱性劣化や熱間圧延時にCuクラックが発生するため、その上限値を1.2%とした。

【0040】Crは母材、溶接部の強度を増加させる効果があり、0.1%以上の添加が必要である。しかし、多すぎると現地溶接性やHAZ靱性を著しく劣化させる。このためCr量の上限は1.0%とした。

【0041】Moは母材及び溶接部の強度を上昇させる元素であるが、1.0%を超えるとCrと同様に母材、HAZ靱性及び溶接性を劣化させる。また、0.1%未満の添加ではその効果が薄い。

【0042】Vは、ほぼNbと同様の効果を有するが、その効果はNbに比較して格段に弱い。その効果を発揮させるためには0.01%以上の添加が必要である。また、上限は現地溶接性、HAZ靱性の点から0.1%まで許容できる。

【0043】Caは硫化物(MnS)の携帯を制御し、低温靱性を向上(シャルピー試験における吸収エネルギーの増加など)させるほか、耐サワー性の向上にも著しい効果を発揮する。0.0005%未満ではその効果が薄く、また0.005%を超えて添加するとCaO-CaSが大量に生成してクラスター、大型介在物となり、鋼の清浄度を害するだけでなく、現地溶接性にも悪影響を及ぼす。このためCa添加量を0.0005~0.005%に制限した。

【0044】一方、鋼管長手方向の溶接金属部の低温靱性は、(1)結晶粒のサイズ、(2)島状マルテンサイトなどの硬化相の分散状態など種々の冶金学的要因に支配される。とくに高強度化、厚肉化するほど合金元素の添加量は必然的に多くなり、組織は上部ベイナイト主体の組織となり、靱性は劣化しやすくなる。そこでAl, N, 酸素およびTi量のバランスを適正化することに

より低温靱性を飛躍的に改善できる。すなわち $P = \{1.5(O - 0.89Al) + 3.4N\} - Ti$ で表される式において、P値が-0.010~0.010%になるように各成分を適正化することにより、低温靱性が向上する。P値はTi量の過不足を示したもので、P値が低い(マイナス)場合にはTiが過剰に添加されていることになり、TiCなど析出硬化により低温靱性が劣化する。一方P値が高い(プラス)場合にはTi量が不足(または酸素量が過剰)しているために、低温靱性が劣化する。良好な低温靱性を得るためにはP値を-0.010~0.010%にする必要がある。

【0045】次に溶接金属の成分限定理由について説明する。溶接金属の高温割れを防止するために、C量は0.03%以上必要である。0.03%未満では溶接後、凝固する過程でδ凝固が起こり、高温割れが発生するためである。しかしながらC量が0.10%を超えると、溶接金属の低温靱性が劣化するため、その上限値を0.10%とした。

【0046】Siは脱酸や強度向上のため添加する元素であるが、多く添加すると低温靱性や現地溶接性を劣化させるので、上限を0.6%とした。

【0047】Mnは強度、低温靱性を確保する上で不可欠な元素であり、その下限は1.0%である。しかし、Mnが多すぎると鋼の焼入性が増加して低温靱性や現地溶接性を劣化させるので、上限を2.2%とした。

【0048】Nbは鋼を強靱化する作用を有し、0.005%以上必要である。しかし、Nbを0.05%超添加すると現地溶接性や低温靱性に悪影響をもたらすので、その上限を0.05%とした。

【0049】Ti添加は微細なTiNを形成し、低温靱性を改善する。このようなTiNの効果を発現させるためには、最低0.005%のTi添加が必要である。しかし、Ti量が多すぎるとTiNの粗大化やTiCによる析出硬化が生じ、低温靱性が劣化するので、その上限は0.03%に限定しなければならない。

【0050】Bは極微量で鋼の焼入性を飛躍的に高める元素である。このような効果を得るためには、Bは最低でも0.0003%必要である。一方、過剰に添加すると、低温靱性を劣化させるだけでなく、かえってBの焼入性向上効果を消失せしめることもあるので、その上限を0.002%とした。

【0051】Alは、通常脱酸元素として効果を有する。しかし、Al量が0.05%を超えるとAl系非金属介在物が増加して鋼の清浄度を害するので、上限を0.05%とした。

【0052】NはTiNを形成して低温靱性を向上させる。このために必要な最小量は0.001%である。しかし、多すぎると低温靱性を劣化させるので、その上限は0.01%に抑える必要がある。

【0053】Oは溶接金属中において酸化物を形成し、

粒内変態フェライトの核として作用し、組織の微細化に効果がある。しかし、多すぎると溶接金属の低温靱性が劣化すると共に、スラグ巻きこみなどの溶接欠陥を起こす。このため、O量の下限を0.015%、上限を0.030%とした。

【0054】さらに本発明では、不純物元素であるP、S量をそれぞれ0.015%以下、0.005%以下とする。この主たる理由は低温靱性をより一層向上させるためである。P量の低減は粒界破壊を防止し、低温靱性を向上させる。また、S量の低減はMnSを低減して、

延靱性を向上させる効果がある。

【0055】次にNi、Cu、Cr、Mo、V、Caを添加する理由について説明する。基本となる成分にさらに、必要に応じてこれらの元素を添加する主たる目的は、本発明鋼の優れた特徴を損なうことなく、溶接金属の強度・低温靱性などの特性の向上をはかるためである。したがって、その添加量は自ら制限されるべき性質のものである。

【0056】Niを添加する目的は、低温靱性や現地溶接性を劣化させることなく、強度を上昇させるためである。しかし、添加量が多すぎると経済性だけでなく、低温靱性などを劣化させるので、その上限を2.0%、下限を0.1%とした。

【0057】CuはNiと同様に低温靱性や現地溶接性を劣化させることなく、強度を上昇させる。しかし、過剰に添加すると低温靱性が劣化するので、その上限を1.0%とした。Cuの下限0.1%は添加による材質上の効果が顕著になる最小値である。

【0058】Crは強度を増加させるが、多すぎると低温靱性や現地溶接性を著しく劣化させる。このため、Cr量の上限を2.0%、下限を0.1%とした。

【0059】Moを添加する理由は、鋼の焼入性を向上させるためである。この効果を得るためには、Moは最低0.1%必要である。しかし、過剰なMo添加は低温靱性、現地溶接性を劣化させるので、その上限を2.0%とした。

【0060】Vは、ほぼNbと同様の効果を有するが、その効果はNbに比較して弱い。Vは歪誘起析出し、強度を上昇させる。下限は0.01%、その上限は現地溶接性、低温靱性の観点から0.1%まで許容できる。

【0061】Caは硫化物(MnS)の形態を制御し、低温靱性を向上(シャルピー試験における吸収エネルギーの増加など)させる。しかし、Ca量が0.001%未満では実用上効果がなく、また0.005%を超えて添加するとCaO-CaSが大量に発生して、溶接欠陥を発生させる。このためCa添加量を0.001~0.005%に限定した。

【0062】さらに、溶接金属においても十分な強度を満足させるためには、合金元素添加量の適正化が必要である。すなわち、 $CE = C + Mn / 6 + (Cr + Mo +$

$V) / 5 + (Ni + Cu) / 15$ で定義されるCE値を0.35~0.50の範囲にしなければならない。CE値が0.35未満では十分な溶接部強度を確保できない。また、CE値が0.50を超えるとM^{*}の生成が顕著となり、靱性が劣化する。このためCE値の範囲を0.35~0.50に限定した。

【0063】次に高い変形能を得るための限定理由について以下に述べる。地震多発地域や永久凍土に敷設されるパイプラインにおいて、数%のひずみがパイプラインに負荷される場合、溶接金属部における硬さが母材部における硬さの0.95~1.15倍にすることにより延性亀裂の発生が防止できる。母材部における硬さが0.95倍未満の場合、溶接金属にひずみが集中し、延性亀裂が溶接金属部から発生する。一方、1.15倍を超えるとHAZにひずみが集中し、HAZから母材部の領域から延性亀裂が発生する。このため、その範囲を0.95~1.15倍に限定した。

【0064】母材の一樣伸びを増加させるためには20μm以下のフェライトを30~70%含有することが必要である。20μmを超えると母材の靱性が著しく低下するためである。フェライト分率が30%未満の場合、一樣伸びの向上効果が得られないためである。また、70%を超えると十分な強度が得られないため、フェライト分率の含有量を30~70%に限定した。

【0065】鋼管に使用する鋼板の製造法として、鋳片を950~1200℃に加熱した後、950℃以下での圧下率を50%以上とし、700~850℃の温度範囲で圧延を終了した後、650~800℃の温度範囲から2℃/秒以上の冷却速度で450℃以下の任意の温度まで冷却する必要がある。まず、再加熱温度を950~1200℃の範囲に限定する。再加熱温度はNb析出物を固溶させ、圧延中の組織を微細化し、優れた低温靱性を得るために950℃以上としなければならない。しかし、再加熱温度が1200℃を超えると、γ粒が著しく粗大化し、圧延によっても完全に微細化できないため、優れた低温靱性が得られない。このため再加熱温度の上限を1200℃とした。

【0066】さらに950℃以下の累積圧下率を50%以上、圧延終了温度を700~850℃としなければならない。これは、再結晶域圧延で微細化したγ粒を低温圧延によって延伸化し、結晶粒の徹底的な微細化をはかって低温靱性を改善するためである。累積圧下率が50%未満ではγ組織の延伸化が不十分で、微細な結晶粒が得られない。また、圧延終了温度が850℃以上では、例えば累積圧下率が50%以上でも微細な結晶粒は達成できない。また、圧延温度が低すぎると過度のγ/α2相域圧延となり、低温靱性が劣化するので、圧延終了温度の下限を700℃とした。

【0067】圧延後、鋼板を加速冷却することが必須である。加速冷却は、低温靱性を損なわずに強度の増加及

びマイクロ組織の制御に基づく一様伸びの向上を可能にする。加速冷却の条件としては、圧延後650～800℃の温度範囲から冷却速度2℃/秒以上で450℃以下の任意の温度まで冷却し、その後空冷しなければならない。冷却を開始する温度が800℃を超えると、一様伸びが低下する。また、冷却を開始する温度が650℃以下の場合、十分な強度が得られない。したがって、冷却を開始する温度範囲を650～800℃に限定した。また、冷却速度が小さすぎたり、冷却停止温度が高すぎると加速冷却の効果が十分に得られず、十分な強度を得ることができない。

【0068】本発明は厚板ミルに適用することが最も好ましいが、ホットコイルにも適用できる（この場合、圧延冷却後の鋼板は巻き取られ、冷却される）。また、この方法で製造した鋼板は低温靱性に優れているので、寒冷地におけるパイプラインのほか压力容器などにも適用できる。

【0069】

【実施例】本発明の実施例について述べる。転炉—連続鋳造法で種々の鋼成分の鋼片から製造された鋼板を用いて、鋼管を製造し、諸性質を調査した。鋼管溶接部の特性は内外面の1層のSAW（サブマージドアーク溶接）を実施した後、鋼板1/2も部より採取したシャルピー試験片を用いて評価した。ノッチ位置は溶接金属中央及びHAZ（内面溶接と外面溶接の溶接金属が交わる点から1mm）とした。また、引張試験は直径12.7mm、ゲージレングス50.8mmの丸棒引張試験片を使用した。

【0070】試験の条件、結果を表1～表3に示す。表1（表1-1～表1-5）に鋼管母材と溶接金属の化学成分を示し、表2（表2-1～表2-2）に酸化物の個数、鋼板製造条件および組織を示し、表3（表3-1～表3-2）に鋼管母材の機械的性質、鋼管溶接部の機械的性質を示した。鋼No.1～14が本発明鋼で、鋼No.15～43が比較鋼である。表から明らかなように、本発明の鋼管は優れた強度（YS、TS）、一様伸び（ $uE1$ ）、低温靱性、溶接部靱性を有する。

【0071】これに対して比較鋼は、化学成分や具備すべき条件が適切でなく、いずれかの特性が劣る。鋼15はC量が少ないため、母材の一様伸びが劣る。鋼16はS量が少ないため、HAZ靱性が劣る。鋼17は母材のAl量が少ないため、HAZ靱性が劣る。鋼18は母材のAl量が多いため、HAZ靱性が劣る。鋼19は母材

のMg量が少ないため、HAZ靱性が劣る。鋼20は母材のMg量が多いため、母材の靱性が劣る。

【0072】鋼21は母材のCE値が低すぎるため、目標の強度を満足しない。鋼22は母材のCE値が高すぎるため、HAZ靱性が劣る。鋼23は溶接金属のC量が少ないため、溶接金属の高温割れが発生する。鋼24は溶接金属のC量が多すぎるため、溶接金属の低温靱性が劣る。鋼25は溶接金属のCE値が低すぎるため、溶接部の強度が低い。鋼26は溶接金属のCE値が高すぎるため、溶接金属の靱性が劣る。

【0073】鋼27は溶接金属のP値が低すぎるため、溶接金属の靱性が劣る。鋼28は溶接金属のP値が高すぎるため、溶接金属の靱性が劣る。鋼29はMgとAlからなる酸化物を内包する0.01～0.5 μ mのTiN、すなわちピン止め粒子の個数が少ないため、HAZ靱性が劣る。鋼30は酸化物と硫化物が複合した形態で0.3質量%以上のMnを含有する0.5～10 μ mの粒子、すなわちIGF変態核の個数が少ないため、HAZ靱性が劣る。

【0074】鋼31は20 μ m以下のフェライト分率が30%未満であるために十分な一様伸びが得られない。鋼32は20 μ m以下のフェライト分率が70%を超えるために十分な強度が得られない。鋼33は溶接金属の硬さが母材の硬さの0.95倍未満であるために、十分な耐延性亀裂特性が得られない。鋼34は溶接金属の硬さが母材お方きの1.15倍を超えるために、十分な耐延性亀裂特性が得られない。

【0075】鋼35はスラブ再加熱温度が950℃以下であるために十分な強度が得られない。鋼36はスラブ再加熱温度が1200℃を超えるために優れた低温靱性が得られない。鋼37は950℃以下の圧下量が50%未満であるために良好な低温靱性が得られない。鋼38は圧延終了温度が850℃を超えるために良好な低温靱性が得られない。鋼39は圧延終了温度が700℃未満であるために良好な低温靱性が得られない。鋼40は冷却開始温度が800℃を超えるために良好な一様伸びが得られない。鋼41は冷却開始温度が650℃未満であるために十分な強度が得られない。鋼42は冷却停止温度が450℃を超えるために十分な強度が得られない。鋼43は冷却速度が小さいために十分な強度が得られない。

【0076】

【表1】

表 1-1
化 学 成 分

(mass%, *ppm)

		C	Si	Mn	P*	S*	Nb	Ti	Al	Mg*	N*	O*	B*	Ni	Cu	Cr	Mo	V	Ca*	CE值	P值
1	母材	0.065	0.30	1.90	75	18	0.032	0.013	0.003	10	28	25	-	-	-	-	-	-	-	0.38	-
	溶接金属	0.066	0.28	1.75	88	26	0.018	0.016	0.016	-	45	195	10	0.25	-	0.10	0.10	-	-	0.41	0.0073
2	母材	0.075	0.12	1.45	65	19	0.039	0.012	0.003	10	26	22	-	-	-	-	-	-	-	0.32	-
	溶接金属	0.075	0.28	1.68	80	38	0.020	0.020	0.019	-	36	202	9	-	-	-	-	-	-	0.36	-0.0028
3	母材	0.080	0.30	1.25	65	19	0.039	0.012	0.003	8	26	22	-	0.44	-	-	0.26	-	-	0.37	-
	溶接金属	0.062	0.28	1.61	80	38	0.020	0.020	0.019	-	36	202	9	0.64	0.28	0.12	0.17	0.034	-	0.46	-0.0029
本 4	母材	0.073	0.16	1.25	50	33	0.040	0.014	0.004	15	41	34	-	0.36	-	0.27	-	0.058	-	0.37	-
	溶接金属	0.045	0.23	1.69	70	30	0.018	0.020	0.018	-	34	257	8	0.33	0.24	0.18	0.12	0.030	-	0.43	0.0061
発 5	母材	0.060	0.10	1.58	70	24	0.025	0.015	0.003	15	48	25	-	0.45	0.25	-	-	-	-	0.37	-
	溶接金属	0.053	0.15	1.65	73	20	0.024	0.019	0.016	10	47	201	10	0.45	0.20	0.10	0.15	-	-	0.42	0.0029
明 6	母材	0.036	0.34	1.46	60	16	0.025	0.012	0.002	15	19	19	-	-	0.72	-	0.35	-	26	0.40	-
	溶接金属	0.055	0.19	1.73	65	25	0.014	0.015	0.025	-	38	260	10	0.43	0.15	0.13	0.17	-	18	0.44	0.0036
銅 7	母材	0.045	0.31	1.35	70	24	0.038	0.016	0.004	12	28	20	-	-	0.45	0.28	0.38	0.060	-	0.42	-
	溶接金属	0.072	0.18	1.72	60	21	0.015	0.014	0.021	-	30	204	5	0.40	0.26	0.11	0.07	0.027	-	0.44	-0.0012
8	母材	0.056	0.11	1.12	60	23	0.042	0.012	0.002	20	25	25	-	0.25	-	0.15	0.23	0.062	-	0.35	-
	溶接金属	0.073	0.24	1.48	55	30	0.024	0.015	0.015	8	49	280	7	0.52	-	0.15	0.13	0.035	-	0.42	0.0037
9	母材	0.061	0.13	1.14	60	33	0.037	0.013	0.003	30	30	32	-	0.65	-	0.07	-	-	24	0.31	-
	溶接金属	0.046	0.19	1.25	73	22	0.015	0.021	0.012	8	53	220	6	0.32	-	0.22	0.20	-	10	0.36	0.0051
10	母材	0.079	0.33	1.45	60	24	0.041	0.015	0.004	25	37	20	-	0.43	-	-	0.25	0.060	-	0.40	-
	溶接金属	0.043	0.14	1.67	70	30	0.022	0.017	0.025	10	52	258	11	0.45	0.40	0.26	0.25	0.025	-	0.48	-0.0069

【0077】

* * 【表2】

表 1-2

化 学 成 分

(mass%, *ppm)

		C	Si	Mn	P*	S*	Nb	Ti	Al	Mg*	N*	O*	B*	Ni	Cu	Cr	Mo	V	Ca*	CE值	P值
本 11	母材	0.056	0.16	1.48	80	18	0.036	0.016	0.002	10	25	24	-	0.38	-	0.22	-	-	-	0.37	-
	溶接金属	0.051	0.10	1.50	60	23	0.018	0.028	0.015	-	40	285	9	0.30	-	0.22	0.33	-	-	0.43	0.0084
発 12	母材	0.064	0.29	1.56	62	12	0.042	0.012	0.002	15	25	27	-	-	0.66	-	0.08	0.028	-	0.38	-
	溶接金属	0.069	0.26	1.66	73	30	0.020	0.017	0.027	-	45	205	8	0.25	0.38	0.15	0.18	0.033	-	0.43	-0.0069
明 13	母材	0.056	0.23	1.39	70	28	0.036	0.014	0.002	25	30	33	-	-	0.35	-	0.18	-	-	0.35	-
	溶接金属	0.051	0.14	1.56	72	33	0.017	0.018	0.030	10	42	230	13	0.32	0.35	0.09	0.09	-	-	0.39	-0.0092
銅 14	母材	0.057	0.05	1.55	75	18	0.032	0.013	0.003	20	28	25	-	-	0.36	0.28	-	0.040	22	0.40	-
	溶接金属	0.067	0.08	1.65	68	26	0.018	0.016	0.031	-	45	220	11	0.38	0.29	0.11	0.15	0.021	10	0.44	-0.0075
15	母材	0.025	0.10	1.58	70	24	0.025	0.015	0.003	15	48	25	-	0.45	0.25	-	-	-	-	0.34	-
	溶接金属	0.053	0.15	1.65	73	20	0.024	0.019	0.016	10	47	201	10	0.45	0.20	0.10	0.15	-	-	0.42	0.0029
比 16	母材	0.060	0.10	1.58	70	24	0.025	0.015	0.003	15	48	25	-	0.45	0.25	-	-	-	-	0.37	-
	溶接金属	0.053	0.15	1.65	73	20	0.024	0.019	0.016	10	47	201	10	0.45	0.20	0.10	0.15	-	-	0.42	0.0029
17	母材	0.060	0.10	1.58	70	24	0.025	0.015	0.003	15	48	25	-	0.45	0.25	-	-	-	-	0.37	-
	溶接金属	0.053	0.15	1.65	73	20	0.024	0.019	0.016	10	47	201	10	0.45	0.20	0.10	0.15	-	-	0.42	0.0029
較 18	母材	0.060	0.10	1.58	70	24	0.025	0.015	0.020	15	48	25	-	0.45	0.25	-	-	-	-	0.37	-
	溶接金属	0.053	0.15	1.65	73	20	0.024	0.019	0.016	10	47	201	10	0.45	0.20	0.10	0.15	-	-	0.42	0.0029
19	母材	0.060	0.10	1.58	70	24	0.025	0.015	0.003	0	48	25	-	0.45	0.25	-	-	-	-	0.37	-
	溶接金属	0.053	0.15	1.65	73	20	0.024	0.019	0.016	10	47	201	10	0.45	0.20	0.10	0.15	-	-	0.42	0.0029
鋼 20	母材	0.060	0.10	1.58	70	24	0.025	0.015	0.003	70	48	25	-	0.45	0.25	-	-	-	-	0.37	-
	溶接金属	0.053	0.15	1.65	73	20	0.024	0.019	0.016	10	47	201	10	0.45	0.20	0.10	0.15	-	-	0.42	0.0029

【0078】

* * 【表3】

表 1 - 3

19

化 学 成 分

(mass%, *ppm)

		C	Si	Mn	P*	S*	Nb	Ti	Al	Mg*	N*	O*	B*	Ni	Cu	Cr	Mo	V	Ca*	CE値	P値
21	母材	0.045	0.25	1.25	70	24	0.025	0.015	0.003	15	48	25	-	-	-	-	-	-	-	0.25	-
	溶接金属	0.053	0.15	1.65	73	20	0.024	0.019	0.016	10	47	201	10	0.45	0.20	0.10	0.15	-	-	0.42	0.0029
22	母材	0.060	0.30	1.75	70	24	0.025	0.015	0.003	15	48	25	-	0.45	0.45	0.15	0.15	-	-	0.49	-
	溶接金属	0.042	0.30	1.88	73	20	0.024	0.019	0.016	10	47	201	10	0.45	0.50	0.20	0.15	-	-	0.49	0.0029
23	母材	0.060	0.10	1.58	70	24	0.025	0.015	0.003	15	48	25	-	0.45	0.25	-	-	-	-	0.37	-
	溶接金属	0.028	0.15	1.65	73	20	0.024	0.019	0.016	10	47	201	10	0.45	0.20	0.10	0.15	-	-	0.40	0.0029
24	母材	0.060	0.10	1.58	70	24	0.025	0.015	0.003	15	48	25	-	0.45	0.25	-	-	-	-	0.37	-
	溶接金属	0.105	0.15	1.35	73	20	0.024	0.019	0.016	10	47	201	10	0.45	0.20	0.10	0.15	-	-	0.42	0.0029
25	母材	0.060	0.10	1.58	70	24	0.025	0.015	0.003	15	48	25	-	0.45	0.25	-	-	-	-	0.37	-
	溶接金属	0.042	0.15	1.25	73	20	0.024	0.019	0.016	10	47	201	10	0.25	0.20	0.10	0.15	-	-	0.33	0.0029
26	母材	0.060	0.10	1.58	70	24	0.025	0.015	0.003	15	48	25	-	0.45	0.25	-	-	-	-	0.37	-
	溶接金属	0.075	0.30	1.85	73	20	0.024	0.019	0.016	10	47	201	10	0.45	0.45	0.20	0.20	-	-	0.52	0.0029
27	母材	0.060	0.10	1.58	70	24	0.025	0.015	0.003	15	48	25	-	0.45	0.25	-	-	-	-	0.37	-
	溶接金属	0.053	0.15	1.65	73	20	0.024	0.025	0.015	10	30	155	10	0.45	0.20	0.10	0.15	-	-	0.42	0.0115
28	母材	0.060	0.10	1.58	70	24	0.025	0.015	0.003	15	48	25	-	0.45	0.25	-	-	-	-	0.37	-
	溶接金属	0.053	0.15	1.65	73	20	0.024	0.012	0.020	10	47	240	10	0.45	0.20	0.10	0.15	-	-	0.42	0.0134
29	母材	0.060	0.10	1.58	70	24	0.025	0.015	0.003	15	48	25	-	0.45	0.25	-	-	-	-	0.37	-
	溶接金属	0.053	0.15	1.65	73	20	0.024	0.019	0.016	10	47	201	10	0.45	0.20	0.10	0.15	-	-	0.42	0.0029
30	母材	0.060	0.10	1.58	70	24	0.025	0.015	0.003	15	48	25	-	0.45	0.25	-	-	-	-	0.37	-
	溶接金属	0.053	0.15	1.65	73	20	0.024	0.019	0.016	10	47	201	10	0.45	0.20	0.10	0.15	-	-	0.42	0.0029

【0079】

表 1 - 4

化 学 成 分

(mass%, *ppm)

* * 【表4】

		C	Si	Mn	P*	S*	Nb	Ti	Al	Mg*	N*	O*	B*	Ni	Cu	Cr	Mo	V	Ca*	CE値	P値
31	母材	0.060	0.10	1.58	70	24	0.025	0.015	0.003	15	48	25	-	0.45	0.25	-	-	-	-	0.37	-
	溶接金属	0.053	0.15	1.65	73	20	0.024	0.019	0.016	10	47	201	10	0.45	0.20	0.10	0.15	-	-	0.42	0.0029
32	母材	0.060	0.10	1.58	70	24	0.025	0.015	0.003	15	48	25	-	0.45	0.25	-	-	-	-	0.37	-
	溶接金属	0.053	0.15	1.65	73	20	0.024	0.019	0.016	10	47	201	10	0.45	0.20	0.10	0.15	-	-	0.42	0.0029
33	母材	0.060	0.10	1.58	70	24	0.025	0.015	0.003	15	48	25	-	0.45	0.25	-	-	-	-	0.37	-
	溶接金属	0.053	0.15	1.65	73	20	0.024	0.019	0.016	10	47	201	10	0.45	0.20	0.10	0.15	-	-	0.42	0.0029
34	母材	0.060	0.10	1.58	70	24	0.025	0.015	0.003	15	48	25	-	0.45	0.25	-	-	-	-	0.37	-
	溶接金属	0.053	0.15	1.65	73	20	0.024	0.019	0.016	10	47	201	10	0.45	0.20	0.10	0.15	-	-	0.42	0.0029
35	母材	0.060	0.10	1.58	70	24	0.025	0.015	0.003	15	48	25	-	0.45	0.25	-	-	-	-	0.37	-
	溶接金属	0.053	0.15	1.65	73	20	0.024	0.019	0.016	10	47	201	10	0.45	0.20	0.10	0.15	-	-	0.42	0.0029
36	母材	0.060	0.10	1.58	70	24	0.025	0.015	0.003	15	48	25	-	0.45	0.25	-	-	-	-	0.37	-
	溶接金属	0.053	0.15	1.65	73	20	0.024	0.019	0.016	10	47	201	10	0.45	0.20	0.10	0.15	-	-	0.42	0.0029
37	母材	0.060	0.10	1.58	70	24	0.025	0.015	0.003	15	48	25	-	0.45	0.25	-	-	-	-	0.37	-
	溶接金属	0.053	0.15	1.65	73	20	0.024	0.019	0.016	10	47	201	10	0.45	0.20	0.10	0.15	-	-	0.42	0.0029
38	母材	0.060	0.10	1.58	70	24	0.025	0.015	0.003	15	48	25	-	0.45	0.25	-	-	-	-	0.37	-
	溶接金属	0.053	0.15	1.65	73	20	0.024	0.019	0.016	10	47	201	10	0.45	0.20	0.10	0.15	-	-	0.42	0.0029
39	母材	0.060	0.10	1.58	70	24	0.025	0.015	0.003	15	48	25	-	0.45	0.25	-	-	-	-	0.37	-
	溶接金属	0.053	0.15	1.65	73	20	0.024	0.019	0.016	10	47	201	10	0.45	0.20	0.10	0.15	-	-	0.42	0.0029
40	母材	0.060	0.10	1.58	70	24	0.025	0.015	0.003	15	48	25	-	0.45	0.25	-	-	-	-	0.37	-
	溶接金属	0.053	0.15	1.65	73	20	0.024	0.019	0.016	10	47	201	10	0.45	0.20	0.10	0.15	-	-	0.42	0.0029

【0080】

* * 【表5】

21
表1-5 化学成分 (mass%, *ppm)

		C	Si	Mn	P*	S*	Nb	Ti	Al	Mg*	N*	0*	B*	Ni	Cu	Cr	Mo	V	Ca*	CE値	P値
比	41 母材	0.060	0.10	1.58	70	24	0.025	0.015	0.003	15	48	25	-	0.45	0.25	-	-	-	-	0.37	-
	溶接金属	0.053	0.15	1.65	73	20	0.024	0.019	0.016	10	47	201	10	0.45	0.20	0.10	0.15	-	-	0.42	0.0029
較	42 母材	0.060	0.10	1.58	70	24	0.025	0.015	0.003	15	48	25	-	0.45	0.25	-	-	-	-	0.37	-
	溶接金属	0.053	0.15	1.65	73	20	0.024	0.019	0.016	10	47	201	10	0.45	0.20	0.10	0.15	-	-	0.42	0.0029
鋼	43 母材	0.060	0.10	1.58	70	24	0.025	0.015	0.003	15	48	25	-	0.45	0.25	-	-	-	-	0.37	-
	溶接金属	0.053	0.15	1.65	73	20	0.024	0.019	0.016	10	47	201	10	0.45	0.20	0.10	0.15	-	-	0.42	0.0029

下線部は比較条件を示す。

【0081】

* * 【表6】

表2-1

区分	鋼	酸化物		鋼板製造条件							ミクロ組織
		ピン止め粒子 の個数 (注1) (個/mm ²)	IGF変態 後の個数 (注2) (個/mm ²)	加熱 温度 (℃)	950℃以 下の圧下 率 (%)	圧延 終了 温度 (℃)	冷却 開始 温度 (℃)	冷却 停止 温度 (℃)	冷却 速度 (℃/s)	母材の20μ 以下のフェ ライト率 (%)	
本 発 明 鋼	1	50000	31	1150	70	745	660	350	20	35	
	2	30000	26	1150	60	755	675	300	25	45	
	3	40000	31	1150	60	750	680	320	20	55	
	4	40000	32	1180	65	810	650	270	25	40	
	5	80000	17	980	70	720	570	330	25	60	
	6	70000	36	1150	70	820	670	280	30	65	
	7	100000	32	1150	70	830	680	370	25	35	
	8	50000	26	1100	65	810	660	320	30	40	
	9	70000	28	1150	70	820	680	320	30	42	
	10	40000	32	1150	75	780	670	410	25	36	
	11	50000	21	1150	70	750	600	375	25	50	
	12	40000	17	1150	70	800	680	320	25	45	
	13	50000	32	1100	70	800	630	330	25	66	
	14	40000	28	1150	70	750	650	330	25	44	
比 較 鋼	15	60000	31	1150	70	770	680	350	25	22	
	16	60000	31	1150	70	780	675	330	25	20	
	17	60000	31	1150	70	780	680	350	25	35	
	18	60000	31	1150	70	780	680	350	25	30	
	19	60000	31	1150	75	780	680	350	25	25	
	20	60000	31	1150	75	780	680	350	30	24	
	21	60000	33	1150	75	780	680	350	30	40	
	22	40000	23	1150	75	780	680	350	30	20	
	23	60000	22	1150	75	780	680	350	30	28	
	24	60000	26	1150	70	780	680	350	30	20	

【0082】

* * 【表7】

表2-2

区分	鋼	酸化物		鋼板製造条件						ミクロ組織
		ピン止め粒子 の個数 注1)	I G F 変態 核の個数 注2)	加熱 温度	950℃以 下の圧下 率	圧延 終了 温度	冷却 開始 温度	冷却 停止 温度	冷却 速度	母材の20 μ 以下のフェ ライト率
		(個/mm ²)	(個/mm ²)	(℃)	(%)	(℃)	(℃)	(℃)	(℃/s)	(%)
比	25	40000	20	1150	75	780	680	350	30	50
	26	50000	15	1150	70	780	680	350	30	40
	27	40000	15	1150	70	780	680	350	30	55
	28	60000	30	1150	70	780	680	350	30	60
	29	<u>6800</u>	30	1150	70	780	680	350	30	40
較	30	60000	<u>6</u>	1150	70	780	680	350	30	55
	31	60000	30	1150	75	780	680	350	30	<u>20</u>
	32	50000	35	1150	70	780	570	400	20	<u>80</u>
	33	40000	25	1150	70	780	680	350	30	55
	34	30000	20	1150	70	780	680	350	30	55
	35	40000	30	<u>900</u>	75	780	680	400	25	45
	36	40000	35	<u>1230</u>	70	780	680	350	30	65
	37	40000	30	1150	<u>40</u>	780	680	350	30	50
	38	40000	20	1150	70	<u>880</u>	680	350	30	60
鋼	39	40000	15	1150	70	<u>680</u>	680	350	30	65
	40	40000	15	1150	70	780	<u>730</u>	350	30	60
	41	40000	20	1150	70	780	<u>530</u>	350	30	60
	42	40000	25	1150	70	780	680	<u>480</u>	30	55
	43	40000	25	1150	70	780	580	400	<u>1</u>	60

下線部は比較条件を示す。

注1) Mg と Al からなる酸化物を内包する 0.01~0.5 μ m の TiN注2) 酸化物と硫化物が複合した形態で 0.3質量%以上の Mn を含有する 0.5~10 μ m の粒子

【0083】

* * 【表8】

表3-1

区分	鋼	鋼管母材の機械的性質							鋼管溶接部の機械的性質			変形能
		鋼管円周方向				鋼管管軸方向			溶接金属の 母材に対する 硬さ比	溶接金属 ¹⁾ vE-20 (J)	HAZ ²⁾ vE-20 (J)	
		YS (MPa)	TS (MPa)	uEl (%)	vE-40 (J)	YS (MPa)	TS (MPa)	uEl (%)				
本 発 明 鋼	1	478	571	11.1	225	460	558	11.2	1.06	105	115	良好
	2	438	550	12.5	235	420	549	12.8	1.17	112	122	良好
	3	480	581	10.5	229	463	561	11.3	0.99	125	107	良好
	4	479	573	10.8	234	463	555	11.9	1.15	102	134	良好
	5	473	561	11.0	264	458	554	11.7	1.04	135	104	良好
	6	493	581	9.5	245	488	573	9.8	1.18	127	127	良好
	7	585	643	8.8	262	581	633	8.9	0.98	116	107	良好
	8	480	579	10.6	258	472	575	10.8	1.02	107	129	良好
	9	440	551	12.6	224	421	547	12.9	1.05	122	108	良好
	10	501	593	9.6	258	472	589	9.8	1.12	134	115	良好
	11	472	570	11.1	271	463	560	11.0	0.99	117	119	良好
	12	470	572	10.9	242	465	568	11.1	1.13	121	125	良好
	13	432	551	12.8	228	430	552	12.7	1.02	109	121	良好
	14	496	592	9.5	230	492	571	9.5	0.99	105	111	良好
比 較 鋼	15	475	565	4.9	251	472	561	4.2	0.96	115	97	良好
	16	483	572	10.6	225	479	563	10.7	0.96	128	12	良好
	17	476	568	10.4	232	471	561	10.3	0.98	111	15	良好
	18	473	569	10.5	282	470	569	10.5	1.06	109	12	良好
	19	459	572	10.5	245	452	568	10.4	1.02	105	8	良好
	20	463	571	9.5	25	460	569	9.3	1.03	107	24	良好
	21	395	510	13.5	235	371	501	13.8	0.98	102	108	良好
	22	573	685	6.3	244	565	671	6.4	1.07	119	9	良好
	23	476	579	10.5	258	470	570	10.8	1.04	高温割れ	85	良好
	24	471	581	10.3	230	467	576	10.4	0.97	15	35	良好
	25	469	576	11.5	245	465	573	11.7	0.88	85	110	良好
	26	471	581	10.9	233	468	570	10.9	1.05	22	125	良好

【0084】

* * 【表9】

表 3-2

区分	鋼	鋼管母材の機械的性質							鋼管溶接部の機械的性質			変形能
		鋼管円周方向				鋼管軸方向			溶接金属の 母材に対す る硬さ比	溶接金属 ¹⁾ vE-20 (J)	HAZ ²⁾ vE-20 (J)	
		YS (MPa)	TS (MPa)	uEl (%)	vE-40 (J)	YS (MPa)	TS (MPa)	uEl (%)				
比	27	481	584	11.3	235	473	575	11.0	1.05	13	43	良好
	28	474	579	11.4	240	468	574	11.3	1.05	18	65	良好
	29	480	581	10.9	231	473	574	10.5	1.02	78	23	良好
	30	471	576	11.1	210	465	573	11.3	1.05	122	19	良好
	31	476	575	6.3	208	463	570	6.2	1.01	85	101	良好
較	32	390	503	13.8	218	382	500	14.2	1.04	90	99	良好
	33	469	576	11.5	231	465	570	11.8	0.92	124	114	延性亀裂発生
	34	471	583	11.3	228	463	576	11.5	1.12	95	92	延性亀裂発生
	35	395	503	13.8	255	385	496	13.9	1.00	96	120	良好
	36	478	584	11.5	260	479	580	11.7	1.02	102	98	良好
鋼	37	465	581	11.3	245	461	573	11.2	1.01	115	104	良好
	38	478	590	10.9	242	463	581	10.8	1.06	105	120	良好
	39	471	583	11.0	242	466	579	10.8	1.06	101	122	良好
	40	478	581	6.5	260	471	573	6.2	0.99	95	96	良好
	41	391	501	13.5	260	386	497	13.6	1.01	92	114	良好
	42	395	493	14.1	260	387	492	13.9	1.02	105	98	良好
	43	391	496	13.8	260	381	493	13.5	0.99	112	100	良好

下線部は比較条件を示す。

【0085】

【発明の効果】本発明によるHAZ靱性に優れ、高い変形能を有する高強度鋼管（API規格X60～X80）*20

*をパイプラインに採用することにより、パイプラインの安全性が著しく向上すると共に、輸送効率が飛躍的に改善される。

フロントページの続き

(72)発明者 坂本 真也
君津市君津1番地 新日本製鐵株式会社君
津製鐵所内

Fターム(参考) 4K032 AA01 AA04 AA05 AA08 AA11
AA14 AA15 AA16 AA19 AA21
AA22 AA23 AA26 AA27 AA29
AA31 AA35 AA36 BA01 BA03
CA01 CA02 CB02 CC02 CC03
CD02 CD03 CD05 CE01